

# PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2000-297350

(43)Date of publication of application : 24.10.2000

(51)Int.Cl. C22C 38/00 C21D 9/46  
C22C 38/06 C22C 38/58

(21)Application number : 2000-028141 (71)Applicant : KAWASAKI STEEL CORP

(22)Date of filing : 04.02.2000 (72)Inventor : KANEKO SHINJIRO  
SHIMIZU TETSUO  
FURUKIMI OSAMU

(30)Priority

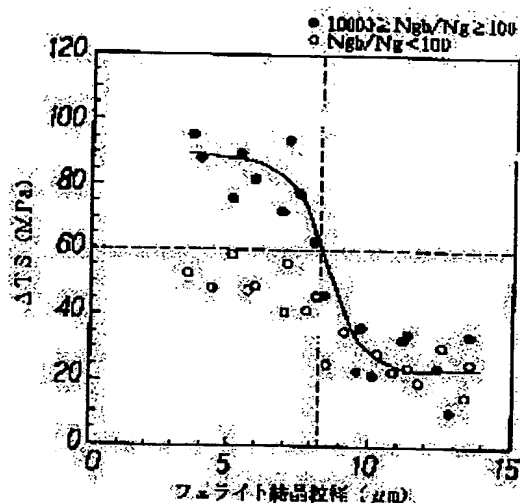
Priority number : 11031353 Priority date : 09.02.1999 Priority country : JP

(54) HIGH TENSILE STRENGTH HOT ROLLED STEEL PLATE EXCELLENT IN BAKING HARDENABILITY, FATIGUE RESISTANCE, IMPACT RESISTANCE AND ORDINARY TEMPERATURE AGING RESISTANCE AND ITS PRODUCTION

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To produce a hot rolled steel plate improved in baking hardenability, fatigue resistance, impact resistance and ordinary temp. aging resistance and suitable for an automotive interior material and to provide a method for producing it.

SOLUTION: A rolling stock contg. 0.01 to 0.12% of C,  $\leq 2.0\%$  of Si, 0.01 to 3.0% of Mn,  $\leq 0.2\%$  of P, 0.001 to 0.1% of Al and 0.003 to 0.02% of N is hot-rolled, within 0.5 sec after the completion of the hot rolling, cooling is started at a cooling rate of  $\geq 50^\circ\text{C/s}$  to form a structure composed of ferrite of  $\leq 8 \mu\text{m}$  average crystal grain size as the main phase, the content of solid solution N is controlled to 0.003 to 0.01%, and the ratio between the average concn. Ngb of solid solution N present on the ferrite crystal grain boundary and the average concn. Ng of solid solution N present in the ferrite crystal grains, i.e., Ngb/Ng is controlled to 100 to



10,000.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

27.10.2004

Copyright (C); 1998,2003 Japan Patent Office

Best Available Copy

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号  
特開2000-297350  
(P2000-297350A)

(43) 公開日 平成12年10月24日 (2000. 10. 24)

(51) Int.Cl. <sup>7</sup>	識別記号	F I	テマコード <sup>*</sup> (参考)
C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00	3 0 1 W 4 K 0 3 7
C 2 1 D 9/46		C 2 1 D 9/46	S
C 2 2 C 38/06		C 2 2 C 38/06	
38/58		38/58	

審査請求 未請求 請求項の数 8 O L (全 11 頁)

(21) 出願番号 特願2000-28141(P2000-28141)  
 (22) 出願日 平成12年2月4日 (2000. 2. 4)  
 (31) 優先権主張番号 特願平11-31353  
 (32) 優先日 平成11年2月9日 (1999. 2. 9)  
 (33) 優先権主張国 日本 (J P)

(71) 出願人 000001258  
 川崎製鉄株式会社  
 兵庫県神戸市中央区北本町通1丁目1番28号  
 (72) 発明者 金子 真次郎  
 千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究所内  
 (72) 発明者 清水 哲雄  
 千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究所内  
 (74) 代理人 100099531  
 弁理士 小林 英一

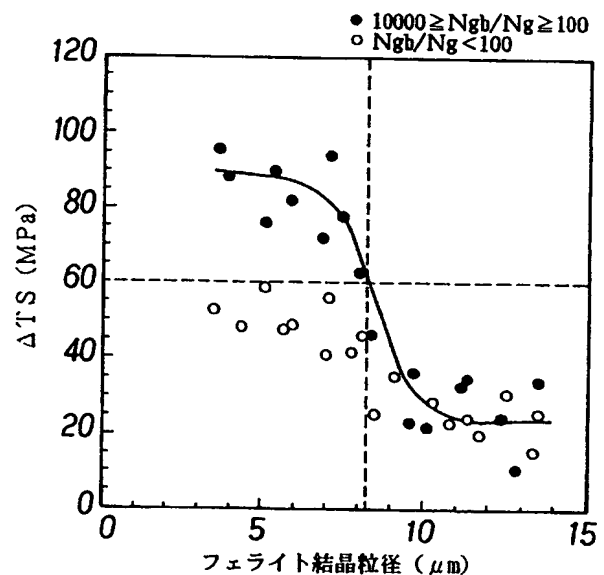
最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 焼付硬化性、耐疲労性、耐衝撃性および耐常温時効性に優れた高張力熱延鋼板およびその製造方法

(57) 【要約】

【課題】 自動車の内装材として好適な、焼付硬化性、耐疲労性、耐衝撃性、耐常温時効性をともに向上させた、熱延鋼板およびその製造方法を提供する。

【解決手段】 C: 0.01~0.12%, Si: 2.0 %以下、Mn: 0.01~3.0 %, P: 0.2 %以下、Al: 0.001 ~0.1 %, N: 0.003 ~0.02%を含有する圧延素材を熱間圧延し、熱間圧延終了から0.5sec以内に50℃/s以上の冷却速度で冷却を開始して、平均結晶粒径が8 μm以下のフェライトを主相とする組織とし、固溶N量を0.003 ~0.01%、フェライト結晶粒界に存在する平均固溶N濃度N<sub>gb</sub>とフェライト結晶粒内に存在する平均固溶N濃度N<sub>g</sub>との比、N<sub>gb</sub>/N<sub>g</sub>を100 ~10000とする。



## 【特許請求の範囲】

## 【請求項1】 質量%で、

C : 0.01~0.12%、  
Mn : 0.01~3.0 %、  
Al : 0.001 ~0.1 %、  
Si : 2.0 %以下、  
P : 0.2 %以下、  
N : 0.003 ~0.02%  
を含有し、残部はFeおよび不可避的不純物よりなる組成と、平均結晶粒径が8  $\mu\text{m}$  以下のフェライトを主相とする組織を有し、さらに重量%で0.003 ~0.01%の固溶N量を有し、フェライト結晶粒界面から $\pm 5\text{nm}$ の範囲内に存在する平均固溶N濃度 $N_{gb}$  とフェライト結晶粒内に存在する平均固溶N濃度 $N_g$ との比、 $N_{gb}/N_g$ が100 ~1000の範囲であることを特徴とする焼付硬化性、耐疲労性、耐衝撃性および耐常温時効性に優れた高張力熱延鋼板。

【請求項2】 前記組成に加えて、質量%で、Ti : 0.001 ~0.1 %およびNb : 0.001 ~0.1 %のうちの1種または2種および/またはNi : 0.1~1.5 %、Cr : 0.1~1.5 %、Mo : 0.1~1.5 %のうちの1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項1に記載の焼付硬化性、耐疲労性、耐衝撃性および耐常温時効性に優れた高張力熱延鋼板。

【請求項3】 前記フェライトの平均結晶粒径が6  $\mu\text{m}$  以下であり、かつ前記固溶N量が質量%で0.005 ~0.01%であることを特徴とする請求項1または2に記載の焼付硬化性、耐疲労性、耐衝撃性および耐常温時効性に優れた高張力熱延鋼板。

【請求項4】 前記組織が、第2相として、パーライト、ベイナイト、マルテンサイト、残留オーステナイトのうちの1種または2種以上を含有する組織であることを特徴とする請求項1ないし3のいずれかに記載の焼付硬化性、耐疲労性、耐衝撃性および耐常温時効性に優れた高張力熱延鋼板。

【請求項5】 請求項1ないし4のいずれかに記載の高張力熱延鋼板の表面に、めっき層を形成してなることを特徴とする焼付硬化性、耐疲労性、耐衝撃性および耐常温時効性に優れた高張力熱延鋼板。

## 【請求項6】 質量%で、

C : 0.01~0.12%、  
Mn : 0.01~3.0 %、  
Al : 0.001 ~0.1 %、  
Si : 2.0 %以下、  
P : 0.2 %以下、  
N : 0.003 ~0.02%  
を含む組成の鋼素材を、1000~1300℃の温度範囲に加熱し、粗圧延後、最終スタンド圧下率を10%以上、最終仕上圧延温度FDTを( $A_{r3}+100\text{℃}$ ) ~ ( $A_{r3}+10\text{℃}$ )の温度範囲とする仕上圧延を行い、圧延終了後0.5sec以内に50℃/s以上の冷却速度で冷却し、巻取温度：600~350℃の温度範囲で巻き取ることを特徴とする焼付硬化性、耐疲労性、耐衝撃性および耐常温時効性に優れた高張力熱延鋼板の製造方法。

【請求項7】 前記組成に加えてさらに、質量%で、Ti : 0.001 ~0.1 %およびNb : 0.001 ~0.1 %のうちの

1種または2種および/またはNi : 0.1 ~1.5%、Cr : 0.1 ~1.5 %、Mo : 0.1 ~1.5 %のうちの1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項6に記載の焼付硬化性、耐疲労性、耐衝撃性および耐常温時効性に優れた高張力熱延鋼板の製造方法。

【請求項8】 前記1000~1300℃の温度範囲に加熱するに代えて、1070~1180℃の温度範囲に加熱することを特徴とする請求項6または7に記載の焼付硬化性、耐疲労性、耐衝撃性および耐常温時効性に優れた高張力熱延鋼板の製造方法。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、自動車の構造部材、足回り部材等の用途に供して好適な薄物熱延鋼板に関し、とくに焼付硬化性の一層の向上とともに、耐疲労特性、耐衝撃性および耐常温時効性の向上を同時に図ろうとするものである。なお、本発明でいう、焼付硬化性の向上とは、加工—焼付塗装処理後の降伏強さとともに、さらに引張強さの増加をも意味するものとする。

## 【0002】

【従来の技術】近年、自動車用鋼板には、軽量化による燃費向上のため一層の高強度化が要求されている。しかし、鋼板の高強度化は、プレス成形を困難にするという問題がある。また、最近では乗員の安全確保と言う目的から、衝突時におけるような高歪速度下での変形エネルギー量で評価させる耐衝撃性の向上が望まれている。

【0003】高強度化によるプレス成形性の劣化を防止した高強度化技術としては、成形時には比較的低強度で加工がし易く、塗装時の焼付によって強度を増加させる、いわゆる焼付硬化性(BH性)を利用した技術が知られており、冷延鋼板については広く利用されている(例えば、特開平6-73498号公報、特開平7-268544号公報)。しかしながら、これらの技術で得られる焼付硬化性の向上は、降伏強さのみが増加し引張強さの増加が得られないため、自動車外板における耐デント性の向上には有効であるが、内装板に要求される耐疲労性や耐衝撃性の向上には繋がらない。

【0004】一方、特開平1-180917号公報には、C : 0.030 ~0.100 wt%、N : 0.0015~0.0150wt%、Al : 0.025 ~0.100 wt%を含有する鋼を、1200℃以下に加熱し、( $A_{r3}+30\text{℃}$ ) ~950℃の温度で仕上圧延を行い、圧延後3秒以内に30℃/s以上の冷却速度で500℃以下まで急冷し、400~500℃で巻き取る、加工性、焼付け硬化性に優れた熱延鋼板の製造方法が提案されている。特開平1-180917号公報に記載された技術では、圧延後急冷し、鋼板中のC、Nの固溶量を増加させることにより、BH性の向上を図っている。

【0005】また、特開平4-74824号公報には、C : 0.02~0.13wt%、N : 0.0080~0.0250wt%、solAl : 0.10 wt%以下を含有する鋼を、1100℃以上に再加熱し、850

～950℃の温度で仕上圧延を終了する熱間圧延を施し、ついで15℃/s以上の冷却速度で、途中空冷を挟み、あるいは途中空冷することなく、350℃以下まで冷却したのち巻き取る、焼付け硬化性と加工性に優れた熱延鋼板の製造方法が提案されている。

【0006】また、特開昭63-96248号公報には、C：0.010～0.025wt%、N：0.0015～0.0030wt%、Nb：0.01～0.05wt%を含有し、solAl：0.008wt%以下とし、熱延後の巻取温度を制御することにより固溶C、固溶Nを適量残存させた焼付け硬化性熱延鋼板が開示され、加工

【0007】

【発明が解決しようとする課題】しかしながら、特開平1-180917号公報に記載された技術で製造された熱延鋼板では、耐室温時効性が劣化するという問題を残していた。また、塗装焼付処理後の降伏強さは増加するが、同時に引張強さの増加が期待できないため、耐疲労性、耐衝撃性の著しい向上も期待できない。また、特開平4-74824号公報に記載された技術で製造された熱延鋼板は、フェライトとマルテンサイトを主体とする複合組織であり、加工—塗装焼付処理後の引張強さは増加するが、耐室温時効性の向上についての配慮はなく、耐室温時効性が劣化するという問題を残していた。また、特開昭63-96248号公報に記載された鋼板では、降伏強さの増加に比べ、疲労限の上昇は少なく、上昇量もたかだか25MPa程度であり、著しく耐疲労性が向上したとは言えない。

【0008】また、特開平10-183301号公報に記載された技術で製造された熱延鋼板では、主に加工—塗装焼付処理後の降伏強さを上昇させることを意図しており、耐疲労性や耐衝撃性については必ずしも最適な条件を見出しているものではない。本発明は、上記した従来技術の問題を有利に解決し、引張強さが370MPaを超える高強度熱延鋼板において、固溶元素の過剰な添加を必要とせず、焼付硬化性、耐疲労性、耐衝撃性および耐室温時効性をともに向上させた、自動車の内装材として好適な熱延鋼板およびその製造方法を提供することを目的とする。本発明で目的とする焼付硬化性が向上した熱延鋼板とは、加工—塗装焼付処理により、降伏強さと引張強さが同時に増加する焼付硬化性に優れた熱延鋼板をいう。

【0009】

【課題を解決するための手段】本発明者らは、上記した課題を達成すべく、鋭意研究した結果、加工—塗装焼付処理後に引張強さが増加し、耐室温時効性にも優れる熱延鋼板とするには、鋼板中に固溶状態で存在するN、固溶Nの存在形態を制御し、結晶粒界に存在する固溶N量

を適正範囲内とするのが有効であることに想到した。そして、本発明者らは、結晶粒を微細化し結晶粒界を増加させたうえで、鋼板中に存在する固溶N量を一定量に制御し、さらに結晶粒界に存在する固溶N量 $N_{gb}$ と粒内に存在する固溶N量 $N_g$ との比を適正範囲に調整することにより、耐室温時効性の劣化もなく、加工—塗装焼付処理後の引張強さが著しく増加し、耐疲労特性、耐衝撃性がともに向上するという知見を得た。

【0010】まず、本発明の基礎となった実験結果について説明する。0.065 mass% C—0.005 mass% Si—0.49 mass% Mn—0.01 mass% P—0.021 mass% Al—0.015 mass% Nを含む鋼A1および0.07 mass% C—0.12 mass% Si—1.2 mass% Mn—0.02 mass% P—0.015 mass% Al—0.015 mass% Nを含む鋼B1を用いて、熱間圧延条件等の製造条件を調整し、固溶N量、フェライト結晶粒径を種々変化した熱延鋼板を製造した。まず、実験1として、鋼A1の熱延鋼板では、固溶N量は5～100ppm、フェライト結晶粒径は6.0～7.9μmの範囲で変化させ、鋼B1の熱延鋼板では、固溶N量は5～100ppm、フェライト結晶粒径は6.0～7.9μmおよび9.0～11.9μmの範囲に変化させた。

【0011】これら熱延鋼板について、3次元アトムプローブを用いて、フェライト結晶粒界および粒内に存在する固溶N量（以下、それぞれ、 $N_{gb}$ 、 $N_g$ と称す。）を測定した。この測定は、温度50Kにて行い、印加電圧を7～15kV、パルス比を15～20%とした。この結果、用いた熱延鋼板はいずれも $N_{gb}/N_g$ が100～10000の範囲内であった。なお、3次元アトムプローブを用いて測定される結晶粒界に存在する固溶N量（ $N_{gb}$ ）は、結晶粒界面から±5nmの範囲内に存在する平均固溶N濃度である。

【0012】ついで、これら熱延鋼板からJIS 5号引張試験片を採取し、①通常の引張試験と、②8%の引張予歪を与えたのち一旦除荷して、170℃×20minの熱処理（塗装焼付処理相当）を施し再度引張歪を加える引張試験を実施し、引張強さを測定し、加工—塗装焼付処理を施したのちの引張強さ $T_{S_{熱}}$ と通常の引張試験により得られた熱延のままの引張強さ $T_{S_{熱}}$ との差、 $\Delta T_S$ を計算した。 $\Delta T_S$ と固溶N量との関係を図1に示す。

【0013】図1から、フェライト結晶粒径を6.0～7.9μmの範囲とし、固溶N量を30ppm以上とすることにより、 $\Delta T_S$ は60MPa以上となり、焼付硬化性が顕著に改善されることがわかる。一方、フェライト結晶粒径が9.0～11.9μmの範囲では、固溶N量をいかに増加しても $\Delta T_S$ の60MPa以上という顕著な増加は望めない。ついで、実験2として、鋼B1の熱延鋼板を用いて、固溶N量を30～80ppm、フェライト結晶粒径を3.0～15.0μmの範囲で変化させた。

【0014】これら熱延鋼板について、実験1と同様に、フェライト結晶粒界および粒内に存在する固溶N

量、 $N_{gb}$ 、 $N_g$ を測定した。また、これら熱延鋼板について、実験1と同様に、加工—塗装焼付処理を施したのちの引張強さ $T S_{\text{熱}}$ と通常の引張試験により得られた熱延のままの引張強さ $T S$ との差、 $\Delta T S$ を求めた。 $\Delta T S$ とフェライト結晶粒径との関係を図2に示す。

【0015】図2から、フェライト結晶粒径を $8\mu\text{m}$ 以下とし、 $N_{gb}/N_g$ を100～10000の範囲内とすることにより、 $\Delta T S$ が60MPa以上となり、焼付硬化性が顕著に改善されることがわかる。一方、 $N_{gb}/N_g$ が100未満では、フェライト結晶粒径によらず、 $\Delta T S$ の60MPa以上という顕著な増加は望めない。また、これら熱延鋼板から、高速引張試験片を採取し、5%の引張予歪を付加したのち一旦除荷し、 $170^\circ\text{C}\times 20\text{min}$ の塗装焼付け処理相当の熱処理を施し、すいで、歪速度 $2\times 10^3/\text{s}$ の高歪速度引張試験を実施し、引張強さと応力—歪曲線を測定した。測定された応力—歪曲線を用い、歪量30%までの積分値を求め、吸収エネルギー $E$ とした。吸収エネルギー $E$ とフェライト結晶粒径の関係を図3に示す。

【0016】図3から、フェライト結晶粒径を $8\mu\text{m}$ 以下とし、 $N_{gb}/N_g$ を100～10000の範囲内とすることにより、吸収エネルギー $E$ が $175\text{MJ}/\text{m}^3$ 以上となり、耐衝撃性が顕著に改善されることがわかる。一方、 $N_{gb}/N_g$ が100未満では、フェライト結晶粒径によらず、吸収エネルギー $E$ が $175\text{MJ}/\text{m}^3$ 以上という顕著な増加は望めない。

【0017】さらに実験3として、実験2で用いた熱延鋼板の中から固溶 $N$ が67ppm、フェライト結晶粒径が $6.2\mu\text{m}$ 、 $N_{gb}/N_g$ が126であったものおよび固溶 $N$ 量が12ppm、フェライト結晶粒径が $9.6\mu\text{m}$ 、 $N_{gb}/N_g$ が87であったものを選んで、実験1と同様の実験を行った。なお、引張予歪は2～10%の範囲で変化させた。加工—塗装焼付処理を施したのちの引張強さ $T S_{\text{熱}}$ と通常の引張試験により得られた熱延のままの引張強さ $T S$ との差、 $\Delta T S$ を求め、 $\Delta T S$ と予歪量との関係を図4に示す。

【0018】図4からフェライト結晶粒径 $6.2\mu\text{m}$ 、固溶 $N$ 量67ppm、 $N_{gb}/N_g$ が126のものでは、予歪量の増加に従い、 $\Delta T S$ が大きくなる。また、いずれの予歪量においても大きな $\Delta T S$ を示している。5%の予歪の場合には $\Delta T S$ : 50MPa以上、8%の予歪の場合には $\Delta T S$ : 60MPa以上となる。本発明は、上記した知見に基づきさらに検討を加え構成されたものである。

【0019】すなわち、本発明は、質量%で、 $C$ : 0.01～0.12%、 $Si$ : 2.0%以下、 $Mn$ : 0.01～3.0%、 $P$ : 0.2%以下、 $Al$ : 0.001～0.1%、 $N$ : 0.003～0.02%を含有し、残部は $Fe$ および不可避免的な不純物よりなる組成と、平均結晶粒径が $8\mu\text{m}$ 以下、好ましくは $6\mu\text{m}$ 以下のフェライトを主相とする組織を有し、さらに質量%で0.003～0.01%、好ましくは0.005～0.01%の固溶 $N$ 量を有し、フェライト結晶粒界面から $\pm 5\text{nm}$ の範囲内に存在する平均固溶 $N$ 濃度 $N_{gb}$ とフェライト結晶粒内に存在

する平均固溶 $N$ 濃度 $N_g$ との比、 $N_{gb}/N_g$ が100～10000の範囲であることを特徴とする焼付硬化性、耐疲労性、耐衝撃性および耐常温時効性に優れた高張力熱延鋼板であり、また、本発明では、前記組成に加えて、質量%で、 $Ti$ : 0.001～0.1%および $Nb$ : 0.001～0.1%のうちの1種または2種を含有する組成とするのが好ましく、また、本発明では、前記各組成に加えて、質量%で、 $Ni$ : 0.1～1.5%、 $Cr$ : 0.1～1.5%、 $Mo$ : 0.1～1.5%のうちの1種または2種以上を含有するのが好ましく、また、本発明では、前記組織が、第2相として、パーライト、ベイナイト、マルテンサイト、残留オーステナイトのうちの1種または2種以上を含有する組織とするのが好ましい。

【0020】また、本発明は、上記したいずれかの高張力熱延鋼板の表面に、めっき層を形成してなることを特徴とする焼付硬化性、耐疲労性、耐衝撃性および耐常温時効性に優れた高張力熱延鋼板である。また、本発明は、質量%で、 $C$ : 0.01～0.12%、 $Si$ : 2.0%以下、 $Mn$ : 0.01～3.0%、 $P$ : 0.2%以下、 $Al$ : 0.001～0.1%、 $N$ : 0.003～0.02%を含む組成の鋼素材を、1000～1300 $^\circ\text{C}$ 、好ましくは1070～1180 $^\circ\text{C}$ の温度範囲に加熱し、粗圧延後、最終スタンド圧下率を10%以上、最終仕上圧延温度 $F D T$ を( $A_{r3}+100^\circ\text{C}$ )～( $A_{r3}+10^\circ\text{C}$ )の温度範囲とする仕上圧延を行い、圧延終了後0.5sec以内に50 $^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上の冷却速度で冷却し、巻取温度: 600～350 $^\circ\text{C}$ の温度範囲で巻き取ることを特徴とする焼付硬化性、耐疲労性、耐衝撃性および耐常温時効性に優れた高張力熱延鋼板の製造方法であり、また本発明では、前記組成に加えて、質量%で、 $Ti$ : 0.001～0.1%および $Nb$ : 0.001～0.1%のうちの1種または2種を含有する組成とするのが好ましく、また、本発明では、前記各組成に加えて、質量%で、 $Ni$ : 0.1～1.5%、 $Cr$ : 0.1～1.5%、 $Mo$ : 0.1～1.5%のうちの1種または2種以上を含有するのが好ましい。

【0021】

【発明の実施の形態】まず、本発明の熱延鋼板の組成の限定理由について説明する。なお、以下組成における%は質量%を意味する。

$C$ : 0.01～0.12%

$C$ は、鋼の強度を増加させる元素であり、0.01%以上の含有を必要とする。一方、0.12%を超えて含有すると溶接性が劣化する。このため、本発明では、 $C$ は0.01～0.12%の範囲に限定した。

【0022】 $Si$ : 2.0%以下

$Si$ は、固溶強化により鋼の強度を増加させる元素であり、所望の強度に応じ含有量を調整する。しかし、2.0%を超える含有は加工性を劣化させる。このため、 $Si$ は2.0%以下に限定した。なお、強度の確保の観点からは、 $Si$ は0.003%以上含有するのが望ましい。

【0023】 $Mn$ : 0.01～3.0%

Mnは、鋼の強度を増加させるとともに、Sによる熱間脆性を防止する元素であり、本発明では積極的に含有させる。しかし、3.0 %を超えて含有すると加工性が劣化する。このため、Mnは3.0 %以下に限定した。なお、所望の強度を確保し、熱間脆性を防止するためには0.01 %以上の含有を必要とする。

【0024】P：0.2 %以下

Pは、鋼の強度を増加させる元素であり、所望の強度を確保するために0.005 %以上含有させるのが望ましい。しかし、0.2 %を超えて含有すると、溶接性が劣化し、またPが粒界に偏析し粒界割れを発生させる恐れがある。このため、Pは0.2 %以下に限定した。

【0025】Al：0.001 ~ 0.1 %

Alは、脱酸剤として作用し、鋼の脱酸のためには0.001 %以上の含有を必要とする。一方、0.1 %を超える含有は、表面性状を劣化させる。このため、Alは0.001 ~ 0.1 %の範囲に限定した。

N：0.003 ~ 0.02 %

Nは、本発明では重要な元素であり、鋼板中に固溶して加工-塗装焼付処理後の降伏強さ、とくに引張強さを増加させるに有効に作用する。このためには、鋼板中に固溶Nを0.003 %以上、好ましくは0.005 %以上残存させる必要があり、N含有量の下限を0.003 %とした。なお、好ましくは0.005 %以上である。一方、0.02 %を超えると成形性が劣化する。このため、Nは0.003 ~ 0.02 %の範囲に限定した。

【0026】Ti：0.001 ~ 0.1 %およびNb：0.001 ~ 0.1 %のうちの1種または2種

Ti、Nbは、いずれも炭化物、窒化物、硫化物を形成し強度および靱性の向上に寄与する。これらの効果は、0.001 %以上の含有で認められるが、0.1 %を超えて含有すると焼付硬化性に寄与するC、N量が減少し、所望の焼付硬化性を確保できなくなる。このため、Ti、Nbは、いずれも0.001 ~ 0.1 %の範囲に限定するのが好ましい。

【0027】Ni：0.1 ~ 1.5 %、Cr：0.1 ~ 1.5 %、Mo：0.1 ~ 1.5 %のうちの1種または2種以上

Ni、Cr、Moは、いずれも固溶強化により鋼の強度を増加させる元素であるとともに、熱延後の冷却過程でオーステナイト(γ)を安定化し2相組織を形成しやすくする効果もある。このような効果は、0.1 %以上の含有で認められる。一方、1.5 %を超えると、成形性、めっき性、スポット溶接性を劣化させる。このため、Ni、Cr、Moは、いずれも0.1 ~ 1.5 %の範囲とするのが好ましい。

【0028】本発明の熱延鋼板では、上記した成分以外の残部はFeおよび不可避免的不純物である。不可避免的不純物としては、S、Oは、非金属介在物を形成し品質に悪影響を及ぼすためそれぞれ0.05 %以下、0.01 %以下に低減するのが望ましい。上記した組成を有する本発明の熱延鋼板の組織はフェライトを主相とし、主相のみあるイ

は主相と第2相とからなる。本発明では、とくに焼付硬化性を顕著に高め、同時に耐疲労性、耐衝撃性を向上させるため、組織を微細化し、さらに固溶N量と、固溶Nの存在形態を適正に調整する。

【0029】組織微細化のため、主相であるフェライトの平均結晶粒径を8 μm以下とする。結晶粒を微細化し、固溶Nの存在位置としての結晶粒界を増加させる。フェライトの平均結晶粒径が8 μmを超えると、図2に示すように、加工-塗装焼付処理後の引張強さの著しい増加が得られず、焼付硬化性の顕著な向上が得られない。そして、引張強さの増加がないため、耐疲労性、耐衝撃性の向上が望めない。なお、加工-塗装焼付処理後の引張強さの増加という観点からは、フェライトの平均結晶粒径は6 μm以下とするのが好ましい。さらに、フェライト結晶粒を微細化することにより粒界面積が増大し、粒界に存在する固溶Nの比率が高くなり、常温での時効性劣化が抑制される。これは、粒界中に存在する固溶Nが安定で、常温において拡散することができないためである。フェライトの結晶粒径が8 μmを超えると、この効果は著しく低減する。

【0030】第2相は、パーライト、ベイナイト、マルテンサイト、残留オーステナイトのうちの1種または2種以上とするのが望ましい。第2相を存在させることにより、高価な添加元素を多量に添加することなく高強度化が可能となり耐疲労性、耐衝撃性が向上する。第2相の体積率は3 ~ 30 %とするのが加工性の観点から望ましい。

【0031】本発明の熱延鋼板は、鋼板中に質量%で、0.0030 ~ 0.01 %の固溶N量を残存させる。固溶Nが0.0030 %未満では、図1に示すように、加工-塗装焼付処理後の引張強さの増加量が少なく、焼付硬化性の顕著な向上が得られない。そして、引張強さの増加がないため、耐疲労性、耐衝撃性の著しい向上が望めない。一方、固溶N量が0.01 %を超えると、室温での時効が顕著となり、降伏点が大きく上昇し降伏伸びが顕著となり、全伸びが減少して、実用上問題となる。このため、熱延鋼板中に固溶状態で存在するN量は0.003 ~ 0.01 %、好ましくは0.005 ~ 0.01 %の範囲に限定した。本発明でいう、固溶状態で存在するN量は、湿式分析により得られた鋼中N量から抽出分離法により得られたN化物量を差し引くことにより得られる値を用いるものとする。

【0032】Ngb / Ng：100 ~ 10000

Ngbは、フェライト結晶粒界に存在する固溶N濃度であり、Ngは、フェライト粒内に存在する固溶N濃度であり、3次元アトムプローブ、分析電子顕微鏡、オージェ電子分光法等を用いて測定される。固溶N量の測定においては、粒内より測定を開始し、粒界を経て隣接する粒内まで連続的に測定するか、もしくは粒界表面より粒内まで連続的に測定する。測定は1次元的、2次元的、3次元的のいずれであっても良い。各測定手段に応じてイ

オン化原子、特性X線、オージェ電子等を検出、解析をおこない、粒界より離れて安定した部分での固溶Nの濃度Ng、および粒界に対し±5nmの範囲において平均した固溶N濃度Ngbを求める。これを少なくとも3箇所以上の粒界に対して行ない平均したものを、各々Nb、Ngbとする。

【0033】Ngb / Ngが100未満では、加工一塗装焼付処理後の引張強さの増加量が少なく、焼付硬化性、耐疲労性、耐衝撃性の顕著な向上がみられない。一方、Ngb / Ngが10000を超えると結晶粒界の固溶Nが析出し、加工一塗装焼付処理後の引張強さの増加量が少なくなる。このため、Ngb / Ngは100～10000の範囲に限定した。

【0034】熱延鋼板を上記した構成とすることにより、加工一塗装焼付処理後に引張強さが顕著に増加する理由については、現在のところ詳細には明らかでないが、以下のように考えられる。加工されたために可動転位を有する鋼板に、塗装焼付処理のような熱処理を施すと、可動転位と固溶Nとの相互作用により、固溶Nが可動転位周辺に凝集し、可動転位を固着して降伏応力を増加させる。さらに固溶N量が増加すると、コッテレル雰囲気形成に加え、微細窒化物の析出により転位が固着され、さらに窒化物や固着転位が可動転位の運動の障害となり強度が増加する。可動転位の発生源は結晶粒界であり、結晶粒が微細化され、結晶粒界が増加すると、同一歪量だけ加工されても、可動転位は高密度にしかも均一に分布する。可動転位の障害物としての固着された転位も高密度に分布し、このため可動転位の運動が困難となり、鋼板の強度が顕著に増加する。さらに、Ngb / Ngを大きくする、すなわち結晶粒界に存在する固溶N量が多いほど、粒界近傍に堆積している可動転位群に固溶Nが拡散しやすく、効率的に可動転位を固着する。一方、粒内に存在する固溶Nは、フェライト地の強化に寄与するのみで、加工一塗装焼付処理による引張強さの増加に寄与する割合は少ない。

【0035】加工一塗装焼付処理後の引張強さが増加した鋼板では、高歪速度下で変形しても、低歪速度変形下と同様に、微細窒化物、固着転位が転位の移動の障害となるために強度が増加し、変形時に要する変形エネルギーが大きくなり、耐衝撃性が向上する。また、繰り返し荷重を付加した場合にも、固着転位、微細窒化物が密に分布しているため、疲労亀裂の進展の抵抗となるため疲労強度が増加する。

【0036】つぎに、本発明鋼板の製造方法について説明する。まず、上記した質量%で、C：0.01～0.12%、Si：2.0%以下、Mn：0.01～3.0%、P：0.2%以下、Al：0.001～0.1%、N：0.003～0.02%を含み、あるいはさらにTi：0.001～0.1%およびNb：0.001～0.1%のうちの1種または2種および／またはNi：0.1～1.5%、Cr：0.1～1.5%、Mo：0.1～1.5%のうちの1種または2種以上を含有し、残部が実質的にFeである組

成の鋼素材を、加熱炉等通常公知の装置で加熱する。また、圧延用鋼素材は、公知の溶製方法により溶製された溶鋼を、公知の連続鋳造法、あるいは造塊法により鋳造凝固され、スラブ等の形状とされるのが好ましい。

【0037】熱延板で所望の固溶Nを確保するためには、加熱時に窒化物を溶解させておく必要があり、また、熱延板の組織を微細化するためには、加熱温度を低くして加熱時のオーステナイト粒をできるだけ細かくする方が好ましい。このようなことから、加熱温度は1000℃～1300℃、より好ましくは1070℃～1180℃とするのが望ましい。1000℃未満ではNの析出が進行し、熱延板中に固溶状態でNを残存させるのが困難となる。また、1300℃を超えると、フェライトの平均結晶粒径を8μm以下とすることも困難となる。

【0038】加熱された圧延素材は、ついで熱間圧延される。熱間圧延は、粗圧延、および仕上圧延とからなる。粗圧延により適当な厚さに調整された鋼素材は、ついで仕上圧延を施される。仕上圧延は、最終スタンド圧下率を10%以上、最終仕上圧延温度FDTを(A<sub>r3</sub>+100℃)～(A<sub>r3</sub>+10℃)の温度範囲とする圧延とする。

【0039】FDTが(A<sub>r3</sub>+100℃)を超えると、熱延後の急冷処理を行っても結晶粒の微細化、適正量の固溶Nを確保できない。一方、FDTが(A<sub>r3</sub>+10℃)未満では、変態前の板厚方向での歪分布が不均一となり、フェライトの平均結晶粒径が8μm以下に微細化できない。このようなことから、FDTは(A<sub>r3</sub>+100℃)～(A<sub>r3</sub>+10℃)の温度範囲に限定した。

【0040】また、最終スタンドの圧下率が10%未満では、フェライト変態前の歪の蓄積が十分でなく、結晶粒の微細化、固溶Nの存在形態の制御が不十分となる。このため、最終スタンドの圧下率を10%以上とした。なお、好ましくは30%以下、より好ましくは20%以下である。仕上圧延終了後0.5sec以内に50℃/s以上の冷却速度で冷却し、巻取温度：600～350℃の温度範囲で巻き取る。

【0041】本発明では、歪が蓄積した状態で過冷度を大きくするために、圧延終了後0.5sec以内に50℃/s以上の冷却速度で冷却する。これにより、より多くのフェライト核を生成しフェライト変態を促進させるとともに、γ中の固溶Nがフェライト粒内に拡散するのを抑制でき、フェライト粒界に存在する固溶N量が増加し、Ngb / Ngを大きくできる。急冷開始までの時間が0.5secを超えたり、冷却速度が50℃/s未満では、固溶Nが析出し、所望の固溶N量が確保できなくなり、焼付硬化性とともにΔTSが低下する。また、急冷開始までの時間が0.5secを超え、あるいは冷却速度が50℃/s未満では、フェライトの核生成が遅延され、Nを効率的に粒界に分配することが困難となる。また、冷却が遅れ粒成長が生じ、フェライトの平均粒径を8μm以下とすることが困難となる。

【0042】巻取温度が600℃を超えると、巻き取り後に、固溶Nの析出が生じ、焼付硬化に必要な固溶N量を所定値以上とすることができない。一方、巻取温度が350℃未満では、板形状が悪化したり、通板性が劣化するなど操業上の問題が発生する。このことから、巻取温度は600～350℃の範囲に限定した。上記した本発明の熱延鋼板は各種めっき用原板として好適であり、表面に各種めっき層を形成し、各種めっき鋼板として使用してもよい。めっきの種類としては、電気亜鉛めっき、溶融亜鉛めっき、電気錫めっき、電気クロムめっき、電気ニッケルめっきが挙げられ、いずれも本発明の熱延鋼板表面に形成されるめっき層として好適である。

#### 【0043】

【実施例】表1に示す組成の溶鋼を転炉で溶製し、連続铸造法でスラブとした。これらスラブを加熱温度：1080℃に加熱し、粗圧延で適正な厚さにしたのち、表2に示す条件で仕上圧延し、圧延後急冷し、表2に示す巻取温度でコイル状に巻き取った。これら熱延鋼板について、組織試験、引張試験、焼付硬化性試験、耐衝撃性試験、常温時効性試験、疲労試験を実施した。

##### (i) 組織試験

これら熱延鋼板の、圧延方向と直角な断面について、光学顕微鏡により組織を観察し、熱延鋼板の組織を同定した。また、光学顕微鏡写真を用いてASTMにより規定された粒径測定方法である求積法によりフェライトの平均結晶粒径を測定した。

【0044】また、化学分析により熱延鋼板中のN量と、AlNとして存在するN量を測定した。熱延鋼板中の固溶N量は、{(熱延鋼板中のN量) - (AlNとして存在するN量)}の値を用いた。Ngb、Nglは、3次元アトムプローブを用いて測定し、3個以上のフェライト粒内、および粒界面についての平均値を用いた。

##### (ii) 引張試験

これら熱延鋼板から、JIS 13 B号引張試験片を採取し、歪速度 $10^{-3}/s$ で引張試験を実施し、降伏点YS、引張強さTS、伸びEIを測定した。

##### (iii) 焼付硬化性試験

これら熱延鋼板から、JIS 13 B号引張試験片を採取し、5%の引張予歪を付加したのち一旦除荷し、170℃×20minの塗装焼付処理相当の熱処理を施し、ついで引張試験を再度行って引張強さ $TS_{BB}$ を測定した。塗装焼付処理相当の熱処理後の引張強さ $TS_{BB}$ と熱延のままの引張強さTSの差、 $\Delta TS = TS_{BB} - TS$ を求め、 $\Delta TS$ を加工-塗装焼付処理による引張強さの増加量とした。

##### (iv) 耐衝撃性試験

これら熱延鋼板から、高速引張用試験片を採取し、5%の引張予歪を付加したのち一旦除荷し、170℃×20minの塗装焼付処理相当の熱処理を施し、ついで、歪速度 $2 \times 10^3/s$ の高歪速度引張試験を実施し、引張強さ $TS_{BS}$ と応力-歪曲線を測定した。測定された応力-歪曲線を用い、歪量30%までの積分値を求め、吸収エネルギーEとした。なお、高歪速度引張試験の試験片寸法や試験方法は、Journal of the Society of Material Science Japan, vol.47, No.10, p1058(1998)に準拠した。

##### (v) 疲労試験

これら熱延鋼板から、疲労試験片を採取し、5%の引張予歪を付加したのち一旦除荷し、170℃×20minの塗装焼付処理相当の熱処理を施し、ついで、JIS Z2273の規定に準拠した引張疲労試験を行い、S-N曲線から疲労限( $1 \times 10^7$ 回) $\sigma_{wBB}$ を求めた。なお、熱延のままの鋼板についても同様の疲労試験を実施し疲労限 $\sigma_w$ を求めた。熱延のままの鋼板の疲労限との差、 $\Delta \sigma_w = \sigma_{wBB} - \sigma_w$ を耐疲労性の向上量とした。

##### (vi) 常温時効性試験

これら熱延鋼板から試料を採取し、50℃×400hrの時効処理を施したのちJIS13 B号引張試験片を採取し、引張試験を実施し、伸びEI<sub>A</sub>を測定した。熱延のままの鋼板の伸びEIとの差、 $\Delta EI = EI - EI_A$ で耐常温時効性の評価を行った。

【0045】これらの結果を表3に示す。

#### 【0046】

【表1】

鋼 No	化 学 成 分 (mass%)										A <sub>r</sub> , ℃
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	Nb	その他	
A	0.04	0.07	0.90	0.040	0.005	0.040	0.0040				872
B	0.08	0.10	1.25	0.018	0.002	0.030	0.0060				824
C	0.07	0.12	1.20	0.015	0.003	0.030	0.0120				827
D	0.12	0.02	1.40	0.015	0.003	0.040	0.0090	0.034			808
E	0.06	0.03	1.20	0.020	0.002	0.040	0.0110	0.044	0.023		853
F	0.05	0.40	1.70	0.011	0.001	0.030	0.0060			Cr:0.50, Mo:0.10 Ni:0.10	829
G	0.11	0.20	1.85	0.012	0.002	0.040	0.0140	0.10	0.04		857
H	0.06	0.20	1.75	0.020	0.002	0.040	0.0230				834
I	0.08	0.40	1.00	0.018	0.003	0.030	0.0012				848
J	0.08	0.10	2.50	0.010	0.003	0.030	0.0100				818

【0047】

【表2】

【表2-1】

鋼 板 No	鋼 No	加熱 温度 ℃	熱間圧延		冷却条件		巻取り 温度 ℃
			仕上圧延 温度 FDT ℃	最終 圧下率 %	冷却 開始 時間 sec	冷却 速度 ℃/s	
1-1	A	1080	910	15	0.30	58	560
1-2			910	15	0.16	53	660
1-3	B	1080	850	15	0.25	53	570
1-4			850	15	0.32	29	570
1-5	C	1080	850	15	0.25	52	600
1-6			850	15	0.25	55	340
1-7	D	1080	820	15	0.19	54	540
1-8			820	5	0.21	51	590
1-9	E	1080	880	15	0.33	59	580
1-10			880	15	2.22	52	580
1-11	F	1080	850	15	0.28	112	450
1-12			940	15	0.38	70	450

【0048】

【表3】

【表2-2】

20

鋼 板 No	鋼 No	加熱 温度 ℃	熱間圧延		冷却条件		巻取り 温度 ℃
			仕上圧延 温度 FDT ℃	最終 圧下率 %	冷却 開始 時間 sec	冷却 速度 ℃/s	
1-13	G	1080	880	15	0.28	58	590
1-14			820	15	0.24	53	590
1-15	H	1080	850	15	0.21	121	450
1-16	I	1080	880	15	0.19	58	620
1-17	J	1080	880	15	0.21	62	550
1-18			880	15	0.27	14	600

30

【0049】

【表4】

40

50

【0050】  
【表5】

【表3-1】

鋼板 No	鋼 No	鋼板組織			引張特性				疲労性 $\Delta\sigma_{-22}$ MPa	耐衝撃性		常温時効 常温時効 後の伸び $\Delta El$ %	備 考
		組織	平均 結晶 粒徑 $\mu m$	固溶 N量 mass%	Ndb/Na	降伏 点 YS MPa	引張 強さ TS MPa	伸び El %		2000/s での 引張 強さ MPa	吸収エ ネルギー $-E$ MJ/m <sup>2</sup>		
1-1	A	F	7.5	0.0036	138	270	371	34.8	413	423	52	1.2	本発明例
1-2		F	7.9	0.0015	110	262	365	35.6	360	366	1	1.0	比較例
1-3	B	F+P	7.2	0.0053	120	352	472	31.3	494	525	53	1.2	本発明例
1-4		F+P	7.8	0.0035	62	344	467	32.2	439	468	25	0.8	比較例
1-5	C	F+P	7.1	0.0081	118	373	489	29.6	516	551	62	1.2	本発明例
1-6		F+P	6.9	0.0113	71	373	489	30.5	532	577	88	3.2	比較例
1-7	D	F+B	7.6	0.0044	106	432	563	24.4	577	612	51	1.1	本発明例
1-8		F+B	9.5	0.0031	58	420	551	25.2	522	558	7	2.5	比較例
1-9	E	F	6.1	0.0038	145	535	617	21.8	669	670	53	0.9	本発明例
1-10		F	9.3	0.0019	88	517	609	22.6	607	611	2	2.3	比較例
1-11	F	F+M	3.8	0.0053	202	367	623	27.9	503	675	52	0.6	本発明例
1-12		F+M	9.7	0.0038	64	403	618	26.1	506	627	9	2.4	比較例

F: フェライト  
M: マルテンサイト  
P: パーライト  
B: ベイナイト

\*)  $\Delta TS = TS_{2000} - TS$   
\*\*)  $\Delta\sigma_w = \sigma_{w,2000} - \sigma_w$   
\*\*\*) 2000/sで変形し歪量30%までに吸収したエネルギー  
\*\*\*\*)  $\Delta El = El - El_0$

【表3-2】

鋼板 No	鋼板 No	鋼板組織			引張特性					疲労性	耐衝撃性		常温時効	備考			
		組織	フェライト 平均 結晶 粒徑 μm	固溶 N量 mass%	Ndb/ Ng	熱延のまま		強さ焼付処理後			Δσ <sub>w</sub>	2000/s での 引張 強さ MPa			吸収エ ネルギー E MJ/m <sup>2</sup>	常温時効 後の伸び量 ΔEI **** %	
1-13	G	F + P	6.4	0.0046	128	降伏 点 YS MPa	引張 強さ TS MPa	伸び E <sub>1</sub> %	降伏 点 YS <sub>0.2</sub> MPa	引張 強さ TS <sub>0.2</sub> MPa	ΔTS MPa	55	117	970	252	1.1	本発明例
		F + P	7.8	0.0021	77	718	800	18.3	786	802	2						
1-15	H	F + M	4.2	0.0186	113	378	609	28.7	493	692	83	119	818	217	4.5	比較例	
1-16	I	F + P	7.5	0.0004	102	354	445	32.2	370	446	1	37	619	162	0.4	比較例	
1-17	J	F + M	5.2	0.0081	139	385	635	27.0	492	701	66	120	820	236	0.8	本発明例	
1-18		F + B	8.5	0.0043	68	441	582	28.7	475	610	28	71	748	192	2.0	比較例	

F: フェライト  
M: マルテンサイト  
P: パーライト  
B: ベイナイト

ΔTS = TS<sub>0.2</sub> - TS  
Δσ<sub>w</sub> = σ<sub>0.2</sub> - σ<sub>w</sub>  
\*\*\*\*) 歪速度2000/sで変形し歪量30%までに吸収したエネルギー

10

20

30

【0051】表3から、本発明例は、いずれも加工—塗装焼付処理後の引張強さと熱延のままの鋼板の引張強さの差、5%歪歪におけるΔTSが40MPa以上と、高い焼付硬化性を有し、塗装焼付処理後の鋼板の疲労限と熱延のままの鋼板の疲労限の差、Δσ<sub>w</sub>も110MPa以上と、著しく向上した耐疲労性を示し、さらに高歪速度での変形に際して吸収される吸収エネルギーEも160MJ/m<sup>2</sup>以上と優れた耐衝撃性を有している。さらに、常温時効による伸びの低下量も0.6~1.2%と顕著でなく、耐常温時効性の低下も少ない。これに対し、本発明の範囲を外れる比較例は、ΔTSが9MPa以下、Δσ<sub>w</sub>が65MPa以下と焼付硬化性、耐疲労性の向上が少ない。鋼板No.1-6は、固溶N量が本発明範囲を外れて多すぎるため耐常温時効性が劣化している。

## 【0052】

【発明の効果】本発明によれば、自動車の内板部品に使用して好適な、焼付硬化性、耐疲労性、耐衝撃性に優れ、耐常温時効性の劣化の少ない熱延鋼板が、安定して製造できるという、産業上格段の効果を奏する。

## 【図面の簡単な説明】

【図1】加工—塗装焼付処理後の鋼板の引張強さと、熱延のままの鋼板の引張強さの差、ΔTSにおよぼす固溶N量の影響を示すグラフである。

【図2】加工—塗装焼付処理後の鋼板の引張強さと、熱延のままの鋼板の引張強さの差、ΔTSにおよぼすフェライト結晶粒径の影響を示すグラフである。

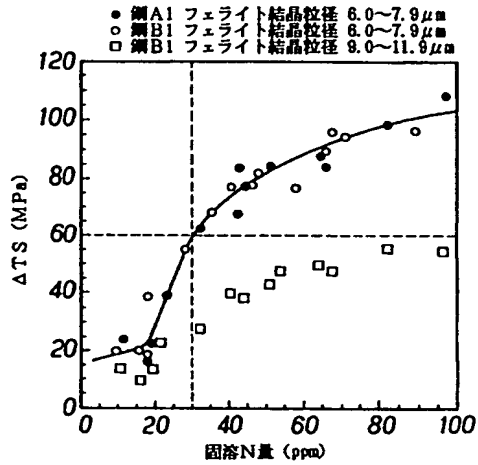
## 【図3】

高歪速度引張試験における加工—塗装焼付処理後の鋼板の吸収エネルギーEにおよぼすフェライト結晶粒径の影響を示すグラフである。

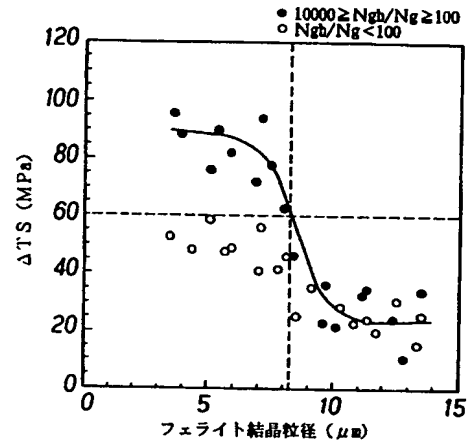
## 【図4】

引張予歪量とΔTSとの関係を示すグラフである。

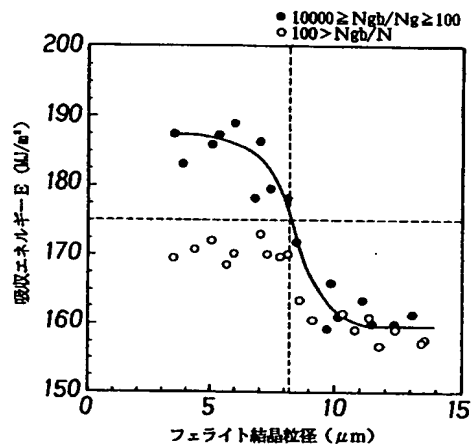
【図1】



【図2】

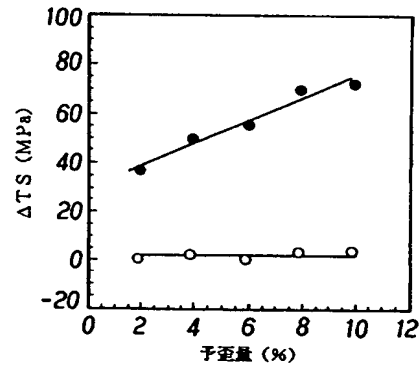


【図3】



【図4】

	フェライト粒径 ( $\mu\text{m}$ )	固溶N (ppm)	Ngb/Ng
●	6.2	67	126
○	9.6	12	87



フロントページの続き

(72)発明者 古君 修  
千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製  
鉄株式会社技術研究所内

Fターム(参考) 4K037 EA01 EA05 EA06 EA15 EA16  
EA18 EA23 EA27 EA28 HA01  
JA01 JA07

**This Page is Inserted by IFW Indexing and Scanning  
Operations and is not part of the Official Record**

**BEST AVAILABLE IMAGES**

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images include but are not limited to the items checked:

- ☐ BLACK BORDERS
- ☐ IMAGE CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES
- ☒ FADED TEXT OR DRAWING
- ☒ BLURRED OR ILLEGIBLE TEXT OR DRAWING
- ☐ SKEWED/SLANTED IMAGES
- ☐ COLOR OR BLACK AND WHITE PHOTOGRAPHS
- ☐ GRAY SCALE DOCUMENTS
- ☒ LINES OR MARKS ON ORIGINAL DOCUMENT
- ☒ REFERENCE(S) OR EXHIBIT(S) SUBMITTED ARE POOR QUALITY
- ☐ OTHER: \_\_\_\_\_

**IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.**

**As rescanning these documents will not correct the image problems checked, please do not report these problems to the IFW Image Problem Mailbox.**